



**Modélisation non linéaire des effets de l'endommagement
sur les propriétés thermiques d'un CMC unidirectionnel
= Modelling the influence of damage on the thermal
properties of ceramic matrix composites**

Jalal El Yagoubi, Jacques Lamon, Jean-Christophe Batsale

► **To cite this version:**

Jalal El Yagoubi, Jacques Lamon, Jean-Christophe Batsale. Modélisation non linéaire des effets de l'endommagement sur les propriétés thermiques d'un CMC unidirectionnel = Modelling the influence of damage on the thermal properties of ceramic matrix composites. JNC 16, Jun 2009, Toulouse, France. 9 p. hal-00389834

HAL Id: hal-00389834

<https://hal.science/hal-00389834>

Submitted on 11 Jun 2009

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

Modélisation non linéaire des effets de l'endommagement sur les propriétés thermiques d'un CMC unidirectionnel

Modelling the influence of damage on the thermal properties of ceramic matrix composites

Jalal El Yagoubi¹, Jacques Lamon¹ et Jean Christophe Batsale²

1 : Laboratoire des Composites Thermostructuraux
Université Bordeaux 1 / CNRS – F - 33600 ICI PESSAC
e-mail : elyagoubi@lcts.u-bordeaux1.fr, lamon@lcts.u-bordeaux1.fr

2 : Laboratoire TREFLE
ENSAM – F - 33405 TALENCE
e-mail : jean-christophe.batsale@bordeaux.ensam.fr

Résumé

Les composites thermostructuraux, que sont les CMC, doivent à la fois être tolérants aux endommagements mécaniques et continuer à assurer l'échange de chaleur dans l'état endommagé pour des applications telles que le nucléaire. Cela nécessite d'établir la dépendance des propriétés thermophysiques à l'état d'endommagement et de développer des outils de calcul et de dimensionnement de structure. L'objectif est de proposer un modèle non linéaire qui couple une loi de comportement élastique endommageable et une représentation des transferts thermiques, pour des composites à matrice céramique. L'originalité est d'aborder dans une même étude les comportements thermique et mécanique pour un composite unidirectionnel. Il est alors possible d'évaluer la dégradation de la conductibilité thermique du matériau sous un mode de sollicitation.

Abstract

Ceramic matrix composites (CMC) are very attractive materials for structural applications at high temperatures. Not only must CMC be damage tolerant, but they must also allow thermal management. For this purpose heat transfer must be controlled even in the presence of damage. Damage consists in multiple cracks that form in the matrix and ultimately in the fibers, when the stresses exceed the proportional limit. Therefore the thermal conductivity dependence on applied load is a factor of primary importance for the design of CMC components. This original approach combines a multiscale model of the mechanical behaviour of a CMC in the presence of damage and a model of heat transfer in volumes of cracked matrix and debonded fibers.

Mots Clés : Endommagement, conductivité thermique, CMC.

Keywords : Damage, thermal conductivity, CMC

1. Introduction

Dans le contexte de développement des futurs réacteurs nucléaires de quatrième génération, de nouvelles exigences relatives à la conception des structures émergent, notamment vis-à-vis des choix de matériaux qui devront résister à des conditions très sévères de température et d'irradiation. Parmi les critères de sélection, la capacité du matériau à transporter la chaleur est très importante, en particulier pour le gainage du combustible. Or, nombreux sont les facteurs extérieurs (température, sollicitation mécanique, radioactivité) qui affectent les transferts thermiques. Les composites SiC/SiC trouvent de nombreuses autres applications potentielles à haute température et le problème de la conductivité thermique de ce matériau devient incontournable. Ce travail s'inscrit donc dans un domaine d'applications large.

On comprend aisément que la présence de fissures ou de défauts perturbe le transport de chaleur. A ce titre, nous pouvons faire une première analogie entre l'effet de l'introduction d'un défaut sur les propriétés mécaniques et thermiques. La figure 1 montre la distorsion et la constriction, à la fois, des lignes de force et de flux de chaleur, en présence d'une fissure. On parle couramment de concentration de contrainte (caractérisé par un facteur de concentration de contrainte) lorsqu'il s'agit des lignes de force et de

constriction du flux de chaleur (caractérisé par une résistance de constriction). Cela se traduit respectivement par une chute de la raideur et de la conductibilité thermique. L'étude de l'effet de l'endommagement mécanique sur le champ de contrainte et sur le champ de température présente une similarité. Cela est davantage mis en évidence par l'écriture des équations d'équilibre locale et les lois phénoménologiques (prépondérantes dans la direction x) qui se présentent sous une forme analogue :

$$\begin{array}{ll} \text{Hooke} & \begin{array}{l} \text{div}(\sigma) = 0 \\ \sigma = E \frac{du}{dx} \end{array} \\ \text{Fourier} & \begin{array}{l} \text{div}(\phi) = 0 \\ \phi = -\lambda \frac{dT}{dx} \end{array} \end{array} \quad (\text{eq. 1})$$

Ceci rend compte d'un cas idéal qui ne peut être exploité que dans le cadre théorique, les lèvres de la fissure ne peuvent en réalité être adiabatiques. En absence de contact, aucun transfert de charge ne peut être assuré, ainsi les lèvres d'une fissure sont des bords libres. Au contraire, le transfert thermique continue à s'opérer par conduction dans le gaz, par rayonnement et par convection à condition que l'espace entre les lèvres de la fissure ne soit pas trop confiné. De plus, dans le cas général, les équations de la thermique sont vectorielles alors que celles de la mécanique sont tensorielles.

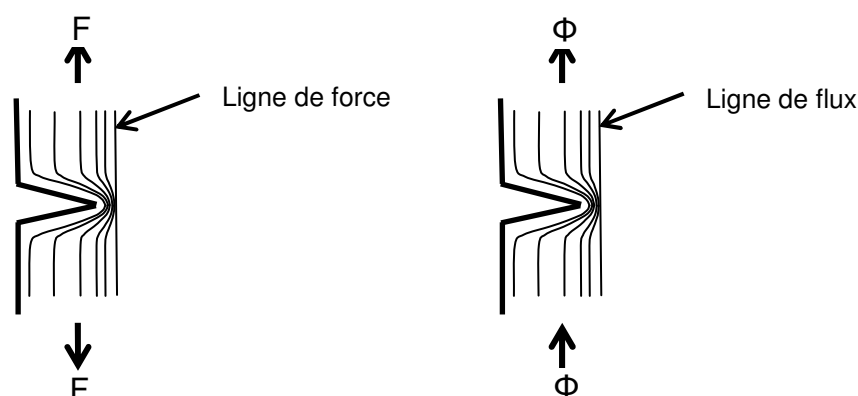


Fig. 1. Perturbations locales liées à l'introduction d'un défaut.

L'intérêt des micro/minicomposites pour le développement de nouveaux matériaux a été très bien démontré dans de nombreux travaux [1-2-3] :

- L'élaboration des composites à matrice céramique et renfort multidirectionnel continu (2D, 2.5D et 3D) est complexe car les conditions de dépôt de la matrice doivent être maîtrisées pour assurer son homogénéité. Elle nécessite aussi davantage de temps et de moyens.
- L'étude du composite unidirectionnel est un moyen de limiter le nombre de paramètres structuraux pour étudier l'influence des constituants sur le comportement mécanique. Aux échelles supérieures, induites par les renforts multidirectionnels, les paramètres se multiplient et les effets se combinent, il est alors plus difficile de distinguer le rôle de chacun mais aussi de faire le lien entre les conditions d'élaboration et les propriétés finales du composite.

Nous ajouterons que les modèles micromécaniques permettent d'alimenter par la suite des modèles de comportement plus complexes, du type multi échelle, introduits dans des codes de calcul. L'échelle « micro » est incontournable dans une telle approche car elle permet de prendre en compte à la fois la microstructure et les mécanismes d'endommagement actifs à cette échelle : la multifissuration de la matrice intra-fil et les décohésions associées.

Des résultats expérimentaux montrent la corrélation entre la chute de conductivité et la progression de l'endommagement sur des composite au cours d'un essai mécanique [4]. D'autres se sont intéressés à l'effet des conditions environnementales (température et atmosphère) ainsi que d'éventuels traitements thermiques, sur la conductivité thermique de composites unidirectionnels [5-6]. Aucune mesure de conductivité thermique n'a été menée au cours d'un essai mécanique.

De nombreux modèles numériques ont été développés pour étudier l'effet de l'introduction de dommages tels que les fissures de la matrice des fils longitudinaux ou des fils transverses dans un composite, sur la conductivité effective [4-7].

A l'échelle de l'unidirectionnel, les modèles analytiques qui vont être présentés décrivent la multifissuration des fils longitudinaux. L'originalité de cet article est d'introduire la cinétique d'endommagement dans un modèle de transfert thermique pour un composite unidirectionnel.

2. Cinétique d'endommagement

Un minicomposite SiC/SiC est l'assemblage d'un renfort fibreux continu SiC (fil de 500 fibres longues) et d'une matrice SiC déposée par voie gazeuse (CVD), qui présentent tous deux un comportement fragile et dont la rupture est dictée par la distribution aléatoire de défauts. La rupture est un événement stochastique et la contrainte à rupture ainsi que la position de la fissure sont des variables aléatoires. Il est tout à fait approprié d'aborder l'endommagement d'un tel système par une approche statistique – probabiliste, permettant à la fois de décrire l'occurrence des ruptures, la variabilité des grandeurs caractéristiques et de mettre en place des outils de prévision [2-3-9].

Nous choisissons de décrire les processus de fissuration du minicomposite par une loi de Weibull. La probabilité de rupture d'un élément de volume V soumis à un champ de traction $\sigma(x, y, z)$ est :

$$P = 1 - \exp \left\{ - \frac{1}{V_0} \int_V \left[\frac{\sigma}{\sigma_0} \right]^m dV \right\} \quad (\text{eq. 2})$$

Avec σ_0 : facteur d'échelle, m : paramètre de Weibull et V_0 : volume de référence (1m^3)

Les résistances à la rupture de la matrice et de la fibre sont supposées être des variables aléatoires indépendantes mais suivant la même loi de Weibull quelle que soit la taille du fragment. On admet qu'une population unique de défauts est responsable de la fissuration matricielle [3]. L'objet étant d'illustrer la méthode pour des cas simples, nous ne discuterons pas les hypothèses de travail mais rappelons que des écrits par ailleurs proposent des formalismes plus pertinents lorsque celles-ci deviennent inadéquates [9].

Les profils de contrainte dans la fibre et dans la matrice le long d'un minicomposite endommagé sont explicités et représentés ci-dessous, F étant l'effort appliqué, E le module d'élasticité, S la section et V la fraction volumique :

$$\left\{ \begin{array}{l} u : \text{ouverture de fissure} \\ a = \frac{E_m V_m}{E_f V_f} \\ l_d : \text{longueur de décohésion} \end{array} \right. \quad x \leq \frac{u}{2} : \left[\begin{array}{l} \sigma_m = 0 \\ \sigma_f = \sigma_f^{\max} = \frac{F}{S_f} \end{array} \right] \quad x \geq \frac{u}{2} + l_d : \left[\begin{array}{l} \sigma_m^{\infty} = \frac{F}{S_m} \frac{a}{1+a} \\ \sigma_f^{\infty} = \frac{F}{S_f} \frac{1}{1+a} \end{array} \right] \quad (\text{eq. 3})$$

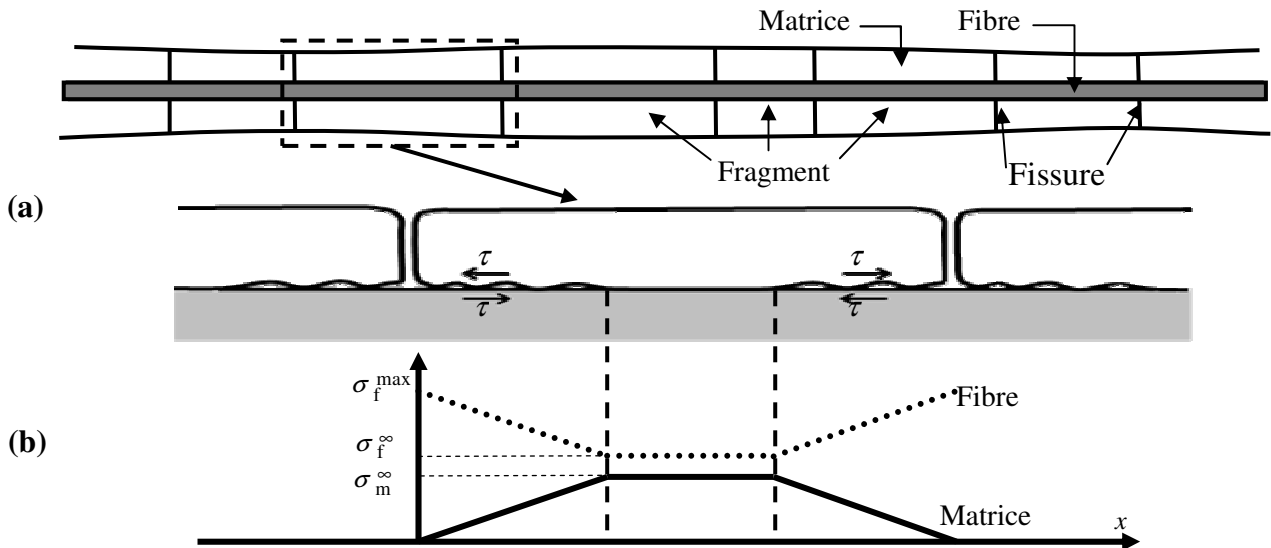


Fig. 2. Fissuration matricielle dans un composite unidirectionnel : (a) Schéma du matériau fissuré (b) Profils des champs de contrainte dans la fibre et dans la matrice entre deux fissures.

La longueur de décohésion est régie par l'équilibre mécanique :

$$\sigma_m^{\infty} S_m = \int_0^{l_d} 2\pi \tau(x) dx \quad (\text{eq. 4})$$

En supposant une contrainte interfaciale τ constante, on en déduit l'expression de la longueur de décohésion :

$$l_d = \frac{F \cdot a}{2 \pi \tau r_f (1 + a)} \quad (\text{eq. 5})$$

L'ouverture de fissure se déduit aussi du champ de contrainte, c'est le glissement relatif de la matrice sur la fibre :

$$u = 2 \int_0^{l_d+u} \left(\frac{\sigma_f(x)}{E_f} - \frac{\sigma_m(x)}{E_m} \right) dx = \frac{F l_d}{E_f S_f - F} \quad (\text{eq. 6})$$

C'est par itération que la cinétique d'endommagement se détermine :

- L'occurrence d'une fissure dans un fragment défini par le volume compris entre deux fissures est déterminée par l'équation de probabilité de rupture (2), pour le champ de contrainte défini par les équations (3). $P=0.5$ est une bonne approximation pour calculer les contraintes de rupture des fragments [3].

- A partir des équations (5) et (6) on déduit l'état des variables d'endommagement : longueur de décohesion et ouverture de fissure.

- Une fissure est introduite à partir de la loi de probabilité de position, ce qui nous donne accès à la densité de fissure : d (ou au nombre de fissure : n).

Le processus de rupture de fibre est aussi décrit par la statistique de Weibull. Pour prendre en compte l'inhomogénéité du champ de traction subi par la fibre, Lissart [3] introduit la notion de longueur équivalente de fibre. La rupture du minicomposite intervient lorsqu'une instabilité apparaît dans le processus de rupture des fibres. Dans la pratique, cela survient pour un taux critique de fibres rompues de l'ordre de 12% à 17% selon la fibre considérée.

3. Loi de comportement élastique endommageable d'un minicomposite.

Nous avons montré dans le paragraphe précédent que l'état d'endommagement se déduisait des lois de probabilité et de l'équilibre mécanique, et que l'état de contrainte locale dans la fibre était connu (cf. Figure 2b). L'équation (7) donne l'expression de la déformation totale du minicomposite de longueur L . Elle s'obtient en sommant les déformations respectives subies par chaque fragment de taille L_i .

$$\varepsilon = \frac{1}{LE_f} \int_L \sigma_f(x) dx = \sum_{i=1}^{n+1} \frac{1}{L_i E_f} \int_{L_i} \sigma_f^i(x) dx \quad (\text{eq. 7})$$

Dans l'hypothèse où les décohésions ne se chevauchent pas, on exprime le module apparent du minicomposite endommagé par l'expression analytique suivante :

$$\tilde{E}(n, l_d) = \frac{F}{S \varepsilon} = \frac{E_f V_f (1 + a)}{1 + \frac{n l_d a}{l_{comp}} \left(1 + \frac{F}{E_f S_f - F} \right)} \quad (\text{eq. 8})$$

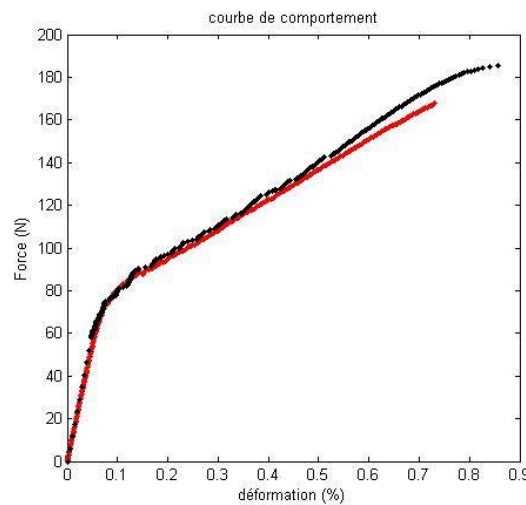


Fig. 3. Comparaison entre simulation et expérience

La figure 3 compare une simulation obtenue pour les caractéristiques des constituants (fibre, matrice, interface) déterminées indépendamment (Tab. 1.), et l'expérience. Un bon accord est mis en évidence.

Les détails du modèle n'ayant pas été donnés ici, le lecteur pourra se référer à [2-3-9].

E_f	r_f	V_f	m_f	σ_{of}	E_m	m_m	σ_{om}	τ
240GPa	7 μ m	0.22	7	60MPa	400GPa [3]	5.14 [3]	5.26MPa [7]	10MPa

Tab. 1. Les propriétés des constituants (fibre, matrice, interface)

4. Chute de conductivité thermique.

La démarche est semblable à celle menée pour exprimer la chute de module dans le paragraphe précédent. La figure 4 montre cette fois ci le profil des densités de flux, au même titre que les contraintes dans la figure 2. Deux remarques peuvent être faites, le flux transmis à travers la fissure (φ_{fiss}) n'est pas nul contrairement au problème mécanique, et en plus du transfert thermique au travers de la décohésion (zone 1) comparable au report de charge par cisaillement, l'interface saine contribue au transfert de chaleur (zone 2). Cette contribution s'impose pour respecter l'équilibre thermique lorsque le flux matriciel φ_m^∞ ne peut pas être reporté intégralement par la fissure et l'interface décohérée. Rappelons que la longueur de décohésion s'établit en fonction du produit $\tau \cdot r_f$ afin d'assurer l'équilibre mécanique (eq. 5), elle n'assure donc pas l'équilibre thermique.

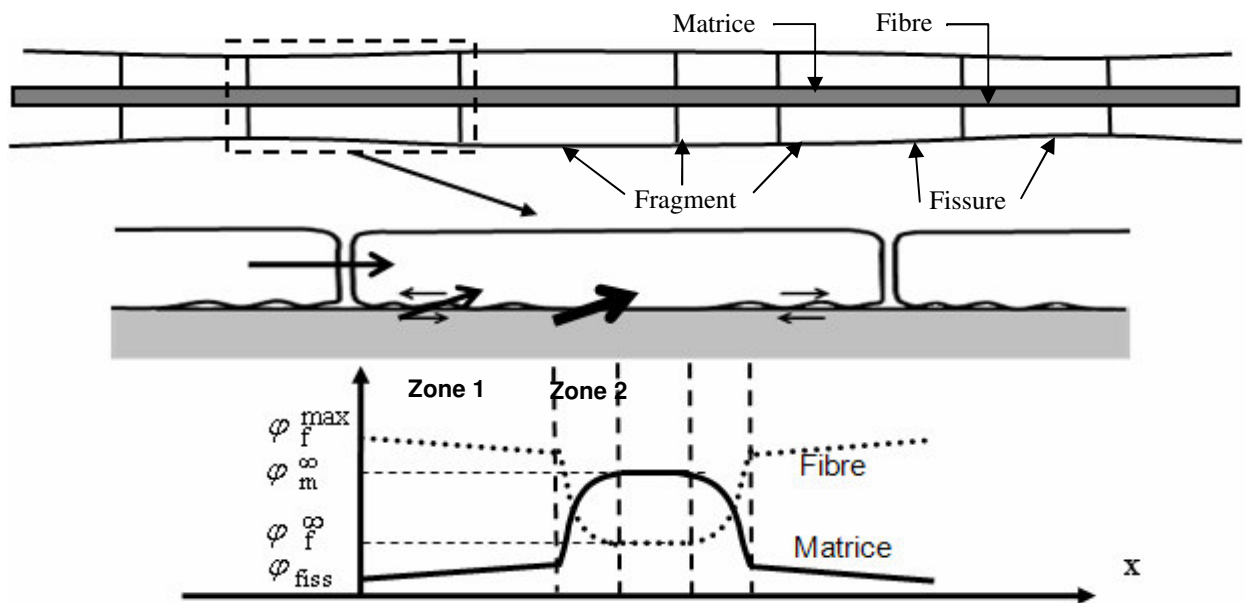


Fig. 4. Fissuration matricielle dans un composite unidirectionnel : Profils des densités de flux thermiques dans la fibre et dans la matrice entre deux fissures.

En considérant la cellule élémentaire ainsi que les conditions aux limites illustrées dans la figure 4, la résolution de l'équation de la chaleur permet d'aboutir à l'expression de la variation de conductivité thermique [10]. L'expression (13) tient compte :

- des conductivités thermiques des constituants : λ_m et λ_f respectivement de la matrice et de la fibre ;
- des caractéristiques des fibres : ρ la densité volumique de fibre et r_f le rayon des fibres.
- de l'état d'endommagement du composite par l'intermédiaire des deux variables définies pour cette échelle : le pas de fissuration et la longueur de décohésion.
- des coefficients d'échange thermique au droit des fissures H_c et des décohésions h_i .

Détaillons ces deux coefficients :

- $h_i = h_r + h_g + h_c$ qui sont respectivement les coefficients de transfert :

- par transfert radiatif :

$$h_r = [4\varepsilon/(2 - \varepsilon)]\sigma T^3 \quad (\text{eq. 9})$$

avec ε l'émissivité, σ la constante de Stefan-Boltzmann et T la température.

- par conduction dans le gaz interstitiel :

$$h_g = \lambda_g / e \quad (\text{eq. 10})$$

avec λ_g la conductivité thermique du gaz interstitiel et e l'épaisseur de gaz. Nous proposons d'identifier cette épaisseur par deux fois l'écart moyen arithmétique R_a de la surface décochée.

- par contact : h_c . Ce coefficient est le plus difficile à estimer tant expérimentalement que théoriquement. Il dépend à la fois de l'état de la surface de contact et des contraintes résiduelles. Notons cependant que des mesures [7] indiquent que le coefficient h_c peut être du même ordre de grandeur que h_g , on retiendra en première approximation :

$$h_i = h_r + 2h_g \quad (\text{eq. 11})$$

- $H_c = H_r + H_g$: il n'y a pas de contact au droit de la fissure,

- H_r est le coefficient de transfert radiatif. Une définition en a été donné plus haut.

- conduction dans le gaz

$$H_g = \lambda_g / u \quad (\text{eq. 12})$$

avec u l'ouverture de fissure.

$$\frac{\lambda}{\lambda_o} = \left\{ 1 + \frac{(1-\rho)\lambda_m}{\rho\lambda_f} \frac{\tanh(\frac{\xi d}{2r_f}) / (\frac{\xi d}{2r_f}) + F(\xi, \zeta, l_d / r_f, d / r_f)}{1 + (2\lambda_o B_c / \zeta \rho \lambda_m) \tanh(\frac{\xi d}{2r_f})} \right\}^{-1} \quad (\text{eq. 13})$$

avec

$$F(\xi, \zeta, l_d / r_f, d / r_f) = \frac{\cosh(\zeta(0.5d - l_d) / r_f)}{\cosh(\zeta d / 2r_f)} \left[\frac{\tanh(\xi(0.5d - l_d) / r_f)}{\xi d / 2r_f} - \frac{\tanh(\zeta(0.5d - l_d) / r_f)}{\zeta d / 2r_f} \right]$$

$$\xi = \sqrt{\frac{8}{(1-\rho)\lambda_m}} \quad \text{et} \quad \zeta = \xi \sqrt{\frac{1}{1+4/B_i}}$$

$$B_c = \frac{(H_g + H_r).r_f}{\lambda_f} \quad \text{Nombre de Biot caractérisant le transfert au sein de la fissure}$$

$$B_i = \frac{(h_g + h_r + h_c).r_f}{\lambda_f} \quad \text{Nombre de Biot caractérisant le transfert à travers la décohesion}$$

5. Applications.

Afin de mettre en application les modèles de comportement décrits dans les paragraphes précédents, nous proposons d'étudier l'effet de la nature des fibres, des propriétés interfaciales et des facteurs environnementaux sur la conductivité thermique d'un minicomposite.

5.1 Effet de la nature des fibres

Les deux fibres étudiées, dont les propriétés sont rappelées dans le tableau 2, se distinguent à la fois par leur module d'élasticité et leur conductivité thermique, mais aussi par leurs paramètres statistiques caractéristiques de la distribution des contraintes de rupture. La figure 5a présente les résultats de simulations d'un essai de traction sur deux minicomposites constitués d'une matrice SiC identique, l'un renforcé avec des fibres Hi-Nicalon (MHN) et l'autre avec des fibres Hi-Nicalon S (MHNS). La figure 5b montre, au travers de l'évolution du nombre de fissure, la progression de la fissuration matricielle. Le choix d'une matrice et des propriétés interfaciales identiques, explique que le processus de fissuration pour les minicomposites MHN et MHNS soit similaire. Les figures 5c et 5d montrent respectivement la chute de module d'élasticité et la chute de conductivité thermique. On voit cependant que les propriétés des fibres ont

un rôle à la fois sur les propriétés initiales du minicomposite, ainsi que sur l'évolution du module et de la conductivité thermique.

	E_f [11]	r_f	V_f	m_f [11]	σ_{of} [11]	k_{zf} [12]
Hi-Ni	240GPa	7 μ m	0.47	7	60MPa	8W/m.K
Hi-Ni S	420GPa	7 μ m	0.47	7.2	100MPa	18 W/m.K

Tab. 2. Propriétés des fibres Hi-Nicalon et Hi-Nicalon S

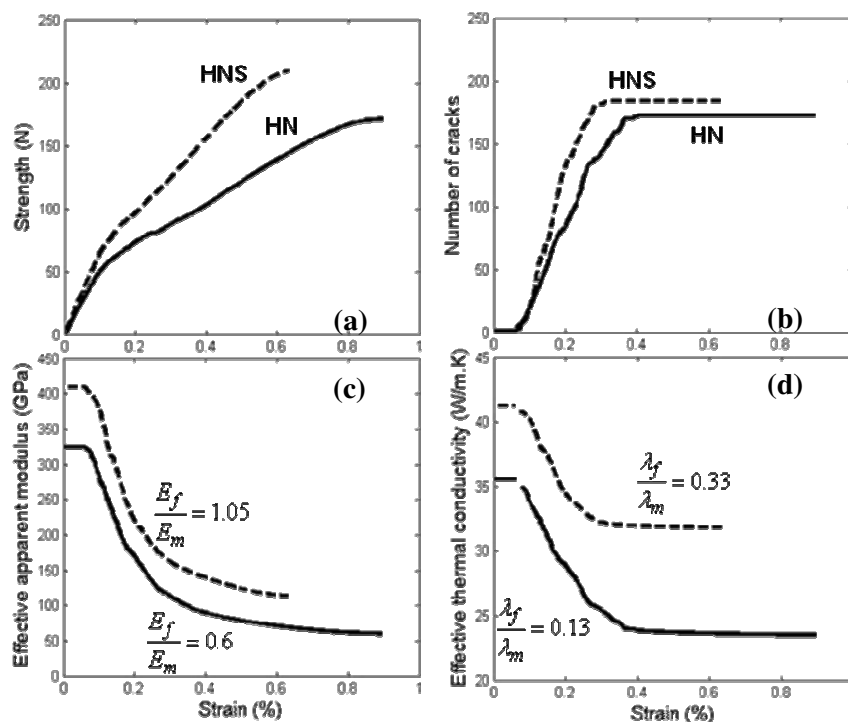


Fig. 5. Effet de la nature des fibres sur les propriétés du minicomposite.

5.2 Effet des propriétés interfaciales

Il a souvent été mis en évidence l'importance du rôle des interfaces sur le comportement mécanique des composites [2]. L'objectif de ce paragraphe est de simuler l'effet de l'intensité de la liaison interfaciale. La figure 6 illustre les trois cas suivants : $\tau = 10\text{MPa}$; $\tau = 30\text{MPa}$; $\tau = 100\text{MPa}$. Il est possible de moduler cette intensité par le biais de traitement thermique et/ou chimique des fibres ou encore par la nature ou l'épaisseur de l'interphase.

En présence d'une interface forte ($\tau = 100\text{MPa}$), les décohésions sont courtes impliquant un nombre de fissures plus grand pour un même état de déformation (Cf. Figure 6b). Il apparaît qu'une liaison fibre/matrice forte est appréciable pour le comportement mécanique du minicomposite et s'avère préjudiciable pour sa conductivité thermique (Cf. Figure 6a et 6d).

La comparaison des figures 6a et 6d met en évidence une plus grande sensibilité de λ vis-à-vis du nombre de fissures que ne l'est E. Cette information peut s'avérer pertinente pour le développement de méthodes d'Evaluation Non Destructive.

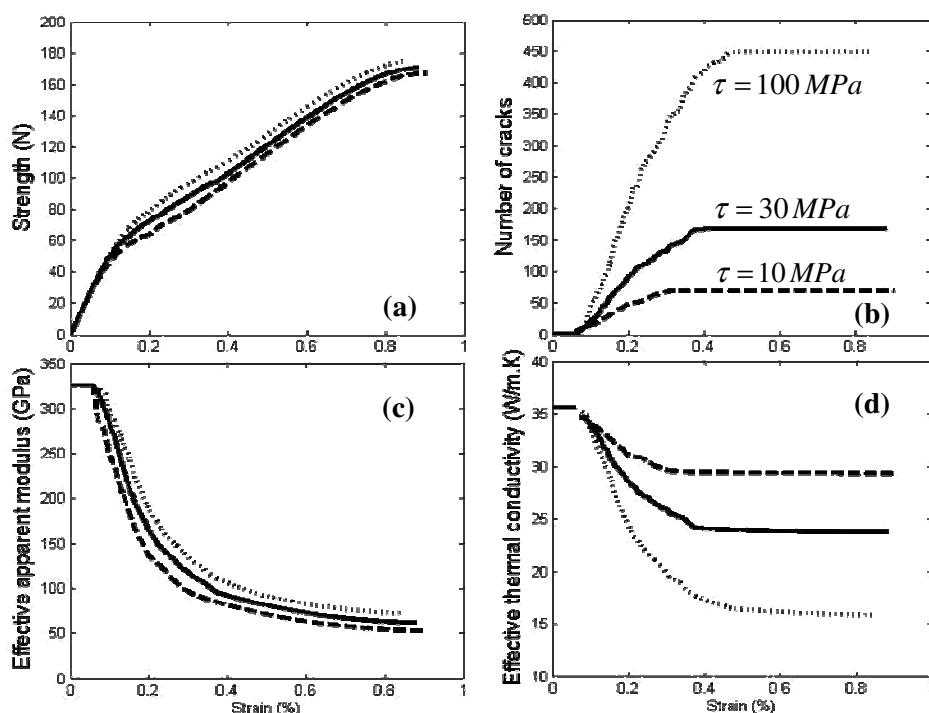


Fig. 6. Effet de la nature de l'interface sur les propriétés du minicomposite.

Bien que τ et h_c soient liées à la nature du contact, le manque de données expérimentales relatives au transfert thermique par contact rend difficile l'examen du lien entre ces deux grandeurs.

5.3 Effet des conditions environnementales

Bien que les paramètres environnementaux soient nombreux, nous n'aborderons que l'effet de la température et de la nature du gaz environnant.

L'élévation de la température a plusieurs conséquences qui peuvent avoir des effets antagonistes. Tout d'abord, le transfert thermique par radiation est amélioré, le coefficient de transfert associé est de l'ordre de la dizaine à température ambiante et de l'ordre de 10^3 à 2000K . L'échange radiatif reste cependant négligeable devant celui par conduction estimé de l'ordre de 10^7 .

Le second effet de l'élévation de la température est la diminution des conductivités à la fois de la matrice et de la fibre. Au-delà de 1000K , la chute de conductivité thermique globale du minicomposite peut être estimée à 50% [12]. Globalement, l'effet de la température est préjudiciable pour la conductivité thermique du minicomposite.

Enfin, la température peut avoir un effet sur les mécanismes d'endommagement, par l'activation de la fissuration souscritique dans les fibres, ou la dégradation des interphases, par oxydation.

Comme nous l'avons vu, le mode d'échange prépondérant est le transfert par conduction à travers le gaz interstitiel. La nature de ce dernier affecte la conductivité globale du minicomposite. La figure 7 présente des simulations pour les trois environnements suivants : Argon $\lambda_g = 0.017 \text{ W/m.K}$, Air $\lambda_g = 0.025 \text{ W/m.K}$, Hélium $\lambda_g = 0.14 \text{ W/m.K}$.

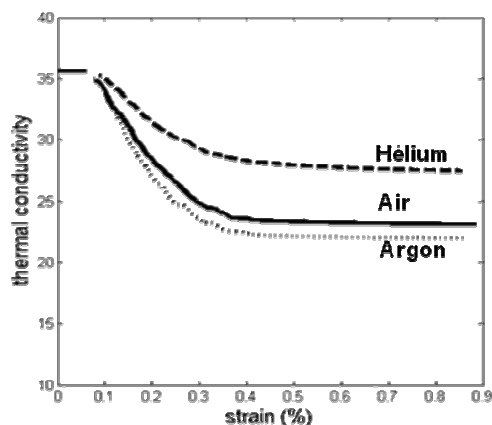


Fig. 7. Effet de l'environnement sur les propriétés du minicomposite.

6. Conclusion.

Le modèle présenté est fondé sur une description statistique-probabiliste de l'état d'endommagement mécanique du minicomposite et de sa cinétique en fonction des sollicitations mécaniques.

Les équations de la chaleur associées aux perturbations dans les transferts de chaleur causées par les fissures et les décohésions permettent de déterminer la conductivité thermique associée. Le modèle permet de mettre en parallèle les effets thermiques et mécaniques. Il permet de prévoir l'effet des caractéristiques des fibres et de la matrice sur l'évolution de la conductivité thermique en fonction des sollicitations mécaniques. Il apparaît notamment que la liaison interfaciale a un effet antagoniste sur le comportement mécanique et la conductivité thermique.

L'exploitation des résultats de ces travaux peuvent s'inscrire dans une démarche de développement de matériau en minimisant l'effet de l'endommagement sur les propriétés thermiques. Il est aussi envisageable de tirer profit des résultats pour développer un modèle multi-échelle de comportement mécanique et thermique.

References

- [1] R. Naslain, J. Lamon, R. Pailler, X. Bourrat, A. Guette, F. Langlais. Composites: Part A No. 30 537-547 (1999).
- [2] L. Guillaumat, J. Lamon. Int. Journal of Fracture, Vol 82, pp 297-316 (1996).
- [3] N. Lissart, J. Lamon. Data Mater. Vol 15, No 3, pp1025-1044 (1997).
- [5] J.K. Farouqi, M.A. Sheikh. Computational Materials Science No 37 361-373 (2006).
- [6] D.P.H. Hasselman, A. Venkateswaran, M. Yu, H. Tawil. Journal of materials science letters No 10 1037-1042 (1991).
- [7] H. Bhatt, K.Y. Donaldson, D.P.H. Hasselman, R.T. Bhatt. Journal of American Ceramic Society No 73 312-316 (1990).
- [8] B. Tomkova, M. Sejnoha, J. Novak, J. Zeman. Journal for Multiscale Computational Eng. (2008).
- [9] J. Lamon, Composites Science and Technology, in press (2009).
- [10] T.J. Lu, J.W. Hutchinson. Journal Philosophical Transactions of the Royal Society, vol. 351, n° 1697, pp 595-610 (1995).
- [11] W. Gauthier, J. Lamon. Journal of the American Ceramic Society, in press (2009).
- [12] R. Yamada, N. Igawa, T. Taguchi, S. Jitsukawa. Journal of Nuclear Materials 307-311 (2002).